

# 溶接・接合機構を詳細にみる - 4つの事例 -



特集  
接合科学研究所  
産学連携シンポジウム

大阪大学接合科学研究所 溶接機構研究部門 溶接機構学分野  
教授 伊藤 和博氏

## 1. はじめに

溶接接合は特殊工程に分類され、結果として得られる製品品質を確保するのが困難なプロセスである。その中で、そのプロセス中の挙動を理解し、接合部の機械特性など品質を合理的に理解することが大切である。本報告では、その溶接接合プロセスが接合部品質に与える機構説明の事例を4つ紹介する。

## 2. 溶接部の疲労強度増加

母材強度は研究開発により増加する。しかし、溶接部の疲労強度は母材強度の増加に伴って増加せず、溶接の種類により決まると報告されている<sup>1)</sup>。溶接部の疲労強度は、止端部での応力集中、溶接部広範囲に発生する引張残留応力、溶接熱影響部 (HAZ) での材質劣化などにより、母材部と比較して低下してしまう。これら原因への対策として、止端部形状改善や引張残留応力改善をできる溶接後処理が行われている。我々は、同様に溶接後処理として、摩擦攪拌接合 (FSW) と同じ機構にて表層のみを表面改質する摩擦攪拌プロセス (FSP) を溶接止端部に施工し、上記3つの原因対策となり溶接部の疲労強度が増加しないか検証した。図1<sup>2)</sup>に、FSP ツールの回転速度と移動速度を変化させると、適切な条件範囲において溶接部の疲労強度が増加した結果を

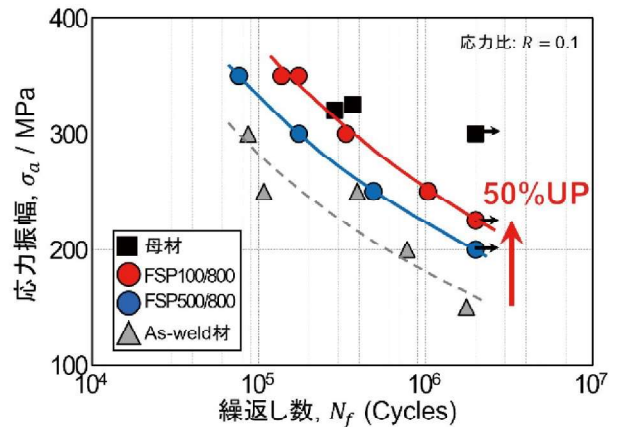


図1 FSP 施工による溶接部疲労強度増加<sup>2)</sup>

示す。回転速度 800 rpm、移動速度 100 mm/min にて応力振幅 (応力の約半分) が 50% 増加した。

この疲労強度増加は、WC ツール構成元素である W と C を FSP 施工部鋼表層へ「固溶」させることに成功したことが理由である。元素濃度分析では、図1の FSP100/800 条件では FSP500/800 条件より多くの W を FSP 攪拌部である鋼表層にて観察できた。W 濃度の高い鋼表層の硬度は 500 HV と FSP 攪拌部微細組織の 250-300 HV と比較して著しく高く、この表層硬化により疲労による溶接部の変形が抑えられ疲労強度増加に寄与したと考えられる。この時点では、WC 中の W か、固溶 W かは不明である。

そこで、FSP 施工中に急停止し水冷することで施工部を凍結し、ツール / 鋼表層界面付近を詳細に調べた。すると、WC ツール先端のバインダ部に鋼の Fe が拡散し、WC 粒子と反応して Fe<sub>4</sub>W<sub>2</sub>C を形成していた<sup>3)</sup>。この Fe<sub>4</sub>W<sub>2</sub>C は界面にて分解し、各構成元素が距離に比例して増減する領域が 100 nm 程度存在していた。この界面での複合炭化物の元素への分解は FSP により生じた高温高压が原因と考えられる。それら元素は FSP 攪拌部での塑性流動を介して鋼表層へ供給分配していたと考えられ



講師 伊藤 和博氏

る。これがFSPによる鋼表層への「W固溶」の機構と考えている。この傍証として、下記の特性改善が理解できる。

溶接止端部攪拌部表層の残留応力測定をX線回折(XRD)にて行った。攪拌部全域にて圧縮残留応力が測定され、FSWを基にしたプロセスでは初めての発見ではないか。その後、追加実験として、荷重制御と位置制御の2種のFSPにて複数回転速度(600、800、1000 rpm)、移動速度一定(100 mm/min)にて残留応力と残留オーステナイト( $\gamma$ )相の測定を行った。その結果、W固溶量増加によりマルテンサイト変態開始温度( $M_s$ 点)が低下し、引張残留応力は $M_s$ 点が $150^\circ\text{C}$ 近傍まで減少し圧縮残留応力に変化した。さらに $M_s$ 点が低下すると、 $M_s$ 点が $0-50^\circ\text{C}$ のところでは圧縮残留応力が引張残留応力に変化していた。この領域では、残留 $\gamma$ 相が増加し、そのためマルテンサイト変態による膨張が不十分だったことを示唆している<sup>4)</sup>。このように、 $M_s$ 点の変化と固溶W量は関係しており、各種特性が固溶W量で整理できる。これらから、観測したW濃度の増加は固溶Wであり、複合酸化物の形成と、FSPの高温高压による分解、塑性流動による表層広範囲への供給分配が起こったと考えられる。

### 3. タンデム GMAW 溶け込み形状の変え方とその機構

ガスメタルアーク溶接(GMAW)の高效率化の1手法としてタンデムGMAWがある。ただし、入熱が大きいため溶け込み形状が、溶融池中央が深いフィンガー形状になることが多い。我々は母材を溶接方向に正弦波振動させてタンデムGMAWすることで、フィンガー形状からなべ底形状に物理的に変化させられることを見だした<sup>5)</sup>。

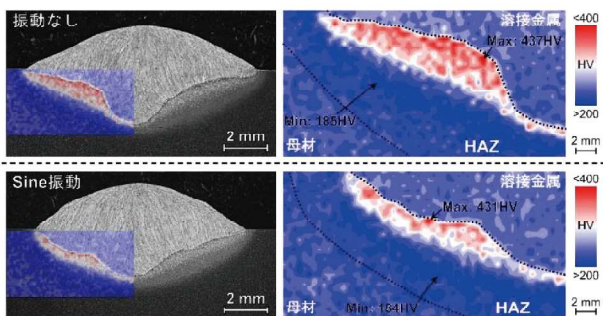


図2 母材正弦波振動によるタンデムGMAW溶け込み形状の変化と熱影響部硬度分布<sup>5)</sup>

この物理的な形状変化が何故起こるのかを考察するために、市販Flow3Dに独自サブルーチンにて表面張力の温度依存性などを加えて、溶融池内の熱と物質の流れを計算した<sup>6)</sup>。計算には、タンデムGMAWをできるだけ再現するため種々の設定を行っている。詳細は論文を参照されたい。振動有無による溶け込み形状変化(溶融部分と固相部分の変化)の動画のスナップショットを図3に示す。振動が無い左側では溶融池中央に深い溶融が現れ、止端部方向の溶け込みとの交わりが直角に近くなっているが、右側の振動有では止端部近傍が下方方向へ、溶融池中央の深い溶け込みは横方向へ膨らみ、その結果、振動無しの直角のくぼみがよりなめらかなくぼみに変化している。

溶融池内の熱と物質の流れの母材振動有無による違いは、鋼母材中の不純物である硫黄によるマランゴニ対流によると考えられる。母材振動の有無により、振動有りの実効入熱が振動無しより低くなっていた。従って、振動有無により溶融池内の温度分布も、振動有りの方が平均的に低くなる。マランゴニ対流に影響を及ぼす表面張力の温度依存性の微分値の温度変化において、溶融池内の温度低下は微分値の大きさの低下につながり、溶融池内物質の流れの変化となり、溶け込み深さ方向や止端部への物質の流れが振動有無で変化したと考えられる。その流れの変化が溶け込み形状を変化させたと考えられる。

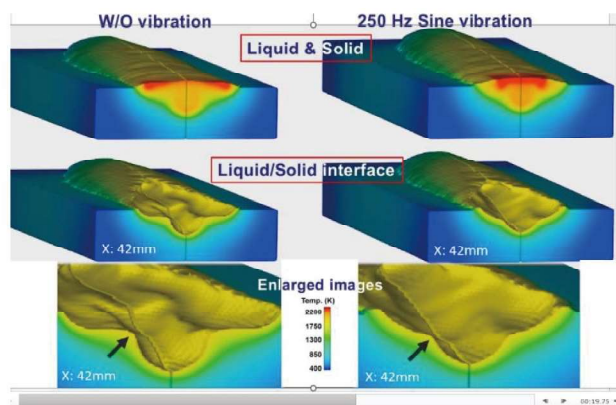


図3 母材正弦波有無によるタンデムGMAW溶け込み形状変化の動画スナップショット<sup>6)</sup>

### 4. 加工誘起マルテンサイト変態による極低温シャルピー吸収エネルギーの増加

$\gamma$ 系ステンレス鋼溶接金属では、高温割れ防止や

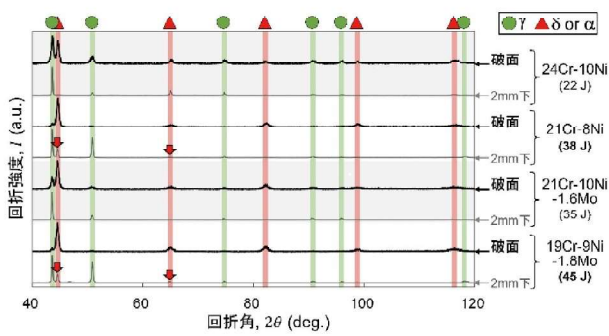


図4 -196°Cでのシャルピー衝撃試験後の破面とその2mm程度下部のXRDパターン<sup>7)</sup>

引張強さの増加のためδフェライトの生成が必要と知られている。δフェライトの増加は引張強さを増加させるが、低温じん性を低下させ、引張強さと低温じん性は二律背反の関係である。その中で、引張強さを増加させ、かつ低温じん性を増加させる解決法を模索した。

引張強さが約700 MPaとなる溶接金属の組成を変化させ、δフェライト量がフェライトスコープ測定で約22 vol% (21Cr-8Ni, 21Cr-10Ni-1.6Mo, 19Cr-9Ni-1.8Mo)と30 vol% (24Cr-10Ni)となる4つの溶接金属を炭酸ガスアーク溶接により作製した。いずれの組織もδフェライトの粒界からラス状のγが生成した微細なウイドマンステッテン状であった。24Cr-10Ni溶接金属の-196°Cでのシャルピー吸収エネルギーは最も低くなり、その他のδフェライト量が少ない溶接金属では明らかにシャルピー吸収エネルギーが増加した。

この違いを明らかにするため、まず破面のXRDパターンを測定した。その結果を図4に示す<sup>7)</sup>。測定は破面と、その破面から2mm程度研磨して衝撃変形の影響が少ないであろう母材領域と考えられる2カ所でそれぞれ行った。24Cr-10Ni溶接金属でのシャルピー衝撃変形後の破面では、緑丸で示した面心立方(FCC)構造と赤丸で示した体心立方(BCC)構造の2つの回折パターンがみられ、約2mm下の母材部ではFCC構造のみが観察された。母材のδフェライトはBCC構造であるが微細で少量のため、XRDでは現れなかったと考えられる。一方、破面で観察されたBCC構造の回折パターン強度は強く、衝撃変形により生じたものと考えられる。他の組成を有する溶接金属では、破面でFCC回折パターンが見られず、BCC回折パターンのみとなっており、

衝撃変形によりFCC構造のγ相がほぼ全てBCC相へ変化したと考えられる。約2mm下の母材部ではFCC回折パターンのみ観察された。これは、極低温衝撃試験時にγ相の加工誘起マルテンサイト変態が起こったことを示唆している。

ほぼ同量のδフェライトを有する溶接金属であってもシャルピー吸収エネルギーに差があった(35-45 J)。吸収エネルギーの増加がマルテンサイト変態による仕事と考え、γ相の加工誘起マルテンサイト変態に関係する指標Md<sub>30</sub><sup>8)</sup>にて整理することとした。Md<sub>30</sub>はγ単相試料に30%の引張真ひずみを与えた時に50%がマルテンサイト変態する温度とされている。すると、Md<sub>30</sub>の低下に伴ってシャルピー吸収エネルギーが増加する傾向がみられた。従って、この指標Md<sub>30</sub>を基に溶接金属組成を調整すれば引張強さと極低温じん性をともに増加させる溶接金属が作製できるという指針が得られた。

### 5. パルスTIG溶接でのAl/Cu異材接合

融点が大きく異なる異材の溶融溶接は困難であると考えられ、例えば、AlとCuの異材接合では、入熱が少ない電子ビーム溶接やFSWでの接合の報告がいくつかある。それぞれ一長一短である。電子ビーム溶接では突合せ溶接材の界面破断が報告され、溶融溶接は困難であるというイメージが定着している。

その溶融溶接の代表手法であるアーク溶接に狭窄ノズルを装着することでアークの高エネルギー密度化が可能となり、パルス溶接電源を用いて入熱制御性も向上した。本研究では、溶接条件を適正化して反応層の形成を抑え、かつ直線的な異材界面を曲線

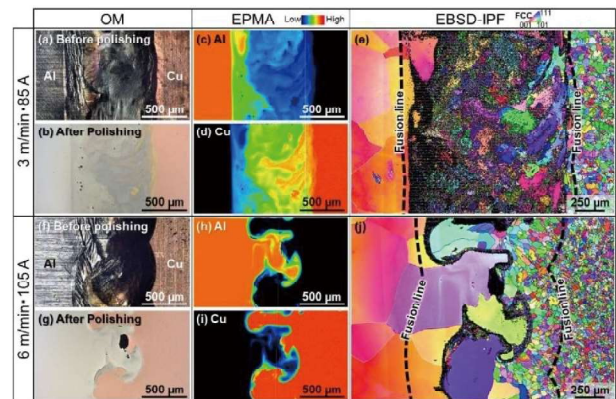


図5 狭窄パルスTIG溶接での溶接条件によるAl/Cu異材界面の変化<sup>9)</sup>

的な形状へ変化させた。その結果、複雑な異材接合界面となり母材破断になることを確かめた。

図5に、直線的な界面と複雑な界面となる代表的な2つの溶接条件での異材接合界面の光顕(OM)像、元素濃度分布像(電子プローブマイクロアナライザー:EPMAにて取得)、結晶構造と方位を反映した逆極点図結晶方位(IPF)マップ(電子線後方散乱回折:EBS)を示す。溶接速度3 m/min・溶接電流85 Aの条件では溶接金属中の広範囲にわたって両元素が混合しており(図5c, 5d)、FCC相のみを対象として得られたEBS-IPFマップからは金属間化合物(IMC)の存在を意味する同定不能の領域(黒色)が観察された(図5e)。

$\mu$ -XRDの結果からは、両元素の混合率に応じてAl側で $Al_2Cu$ 、Cu側で $Al_4Cu_9$ の回折パターンが主に観測された。一方、溶接速度6 m/min・溶接電流105 Aの条件では、溶接速度が著しく速いためにパルス電流に起因して波紋が連結したビード形状となった。Al/Cu界面も両金属が複雑に入り組んだ形状となっており、急速な加熱・冷却によって一度溶融したAlとCuがほとんど混合することなく瞬時に凝固したと考えられる(図5h, 5i)。これにより、溶融溶接でありながらIMC層の生成を界面の極近傍のみに抑え(図5j)、溶接金属中の大部分を純金属AlとCuとして残すことができた。

溶接速度6 m/min・溶接電流105 Aにて形成した接合界面をシリアルセクション法により、Al、Cu及び反応層の3つの領域に分類した3次元像を作成した。複雑な異材接合界面形状は上面のみならず、母材板の厚さ方向内部でもCuがAl側に入り込むような形状が観察された。溶接速度3 m/min・溶接電流85 Aの条件と比較して、接合界面の面積が著しく増え、その反応層の体積は約8分の1に減少した。突合せ継手の引張強度及び接合部表裏両面に対する3点曲げ強度は、溶接速度6 m/min・溶接電流105 Aにおいて高い結果が得られた。

## 6. おわりに

溶接接合では作業者により製品品質が異なるように、詳細に溶接作業が決められている。その条

件範囲を逸脱しない限り製品品質は保証される。この条件範囲を決めるには、溶接部の形成プロセスとその機構、その熱影響による材質劣化と対策、構造上の課題など、多岐にわたる専門を融合して理解する必要がある。溶接は枯れた研究領域、そしてきつい、汚い、危険と、あまり良いイメージを持たない人が多いかもしれない。しかし、未だその手法は進歩を続けており、かつ多種の専門が融合して課題解決にあたる稀有な研究領域である。著者も長く材料の物性研究を行っていたが、溶接・接合では勉強することが多く、未だいろいろな可能性があり、その機構には材料物性分野の知見も生かせるなど、やりがいのある仕事である。現場に近い研究領域であり、実用化には多くの壁があるが、課題を一緒に解決する協働の雰囲気もあり、一般的イメージとは異なると知ってほしい。

今回は、研究室独自課題を解決した事例2つと、企業との共同研究成果2つを紹介させていただいた。その溶接・接合機構が、何かしら課題解決の一助になることを期待する。

## 参考文献

- [1] 渡辺修、他、高強度鋼溶接継手の疲労強度とその支配因子、溶接学会論文集13巻3号(1995) pp.438-443.
- [2] Yamamoto, et al., Mater. Des. 160 (2018) 1019-1028.
- [3] Yamamoto, et al., J. Manufacturing Proc. 69 (2021) 311-319.
- [4] 山元優士、他、2021年秋全国大会概要第109集(2021-9) 232-233.
- [5] H.H. Zargari, etc., Materials 13 (2020) 3096.
- [6] H.H. Zargari, etc., Int. J. Heat & Mass Transfer 161 (2020) 120310.
- [7] 小田怜佳、他、2022年春全国大会概要第110集(2022-4) 46-47.
- [8] Masumura, et al., ISIJ Int., 51 (2021) 546-555.
- [9] 山本啓、他、2022年春全国大会概要第110集(2022-4) 64-65.